

HIGH TENSILE STRENGTH STEEL PLATE EXCELLENT IN TOUGHNESS IN SURFACE LAYER PART AND ITS PRODUCTION

Publication number: JP10096042 (A)

Publication date: 1998-04-14

Inventor(s): FUJIWARA TOMOYA; OKAGUCHI HIDEJI

Applicant(s): SUMITOMO METAL IND

Classification:

- **international:** C21D6/00; C22C38/00; C22C38/58; C21D6/00; C22C38/00; C22C38/58; (IPC1-7): C22C38/00; C21D6/00; C22C38/58

- **European:**

Application number: JP19960251080 19960924

Priority number(s): JP19960251080 19960924

Abstract of JP 10096042 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the toughness in the surface layer part of a steel plate, by specifying its compsn. and the heating rate at the time of quenching and imparting a high dislocation density to the structure at the time of quenching to form the structure into a fine martensite-bainite mixed structure. **SOLUTION:** The compsn. of the steel plate contain, by weight, 0.02 to 0.15% C, <0.3% Si, 0.4 to 2% Mn, 0 to 0.6% Cu, 1 to 6% Ni, 0 to 0.8% Cr, 0.3 to 2% Mo, 0.01 to 0.05% Nb, 0 to 0.08% V, 0.001 to 0.005% B, 0 to 0.03% Ti, <0.08% Al, <0.006% N, and the balance substantial Fe. Simultaneously, the γ transforming temp. T1 and transition stabilizing temp., T2 shown by the formulae I and II satisfy the relation of $T_1 < T_2$, and the structure of the surface layer part in the steel plate is formed of a martensite-bainite structure having $<20\mu\text{m}$ average γ grain diameter and $15\mu\text{m}$ average bucket diameter. Moreover, as for the objective mechanical properties, $TS: > 780\text{ MPa}$, $Y_s: > 690\text{ MPa}$ and $V_{ts}: < -70\text{ deg.C}$ are regulated.

$$T_1(\text{C}) = 237 - 476(\%C) + 66(\%Si) - 19.7(\%Mn) - 15.3(\%Cu) -$$

$$26.6(\%Ni) - 4.3(\%Cr) + 38.1(\%Mo) + 125(\%V) + 3315(\%Nb)$$

$$T_2(\text{C}) = 1127(\%Nb)^{0.4} + 754$$

Data supplied from the **esp@cenet** database — Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-96042

(43)公開日 平成10年(1998)4月14日

(51)Int.Cl.⁶
C 22 C 38/00
C 21 D 6/00
C 22 C 38/58

識別記号
3 0 1

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 6/00
C 22 C 38/58

3 0 1 A
G

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平8-251080

(22)出願日 平成8年(1996)9月24日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 藤原 知哉

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 岡口 秀治

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 森 道雄 (外1名)

(54)【発明の名称】 表層部韌性の優れた高張力鋼板及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】表層部韌性に優れた厚肉の高張力鋼板及びその
製造方法の提供。

【解決手段】(1)wt%で、C:0.02~0.15%、Mn:0.4~2%、
Ni:1~6%、Mo:0.3~2%、Nb:0.01~0.05%、B:0.001~0.005
%、任意元素を含み、①、②のT1、T2がT1≤T2を満たし、表層
位置が平均γ粒径20μm以下で、平均パケット径15μm以下の

マルテンサイトとベイナイトの高張力鋼板。

T1(°C)=937-476(%C)+56(%Si)-19.7(%Mn)-16.3(%Cu)-
26.6(%Ni)-4.9(%Cr)+38.1(%Mo)+125(%V)+3315(%B) ··· ①

T2(°C)=1127(%Nb)^{0.5}+754 ··· ②

(2)表層位置でRc以上となるように加熱し、8°C/秒以
上となるように200°C以下まで冷却し、Ac1以下で焼戻す
上記(1)と同じ組成の高張力鋼板の製造方法。

$$Rc(°C/\text{秒})=5.5-2.5(%C)^{0.5}-0.2(%Ni)-0.4(%Mo)+0.55(%Si)+1.3(%V) \cdots ③$$

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%にて、

C : 0.02~0.15%	Si : 0.3%以下
Mn : 0.4~2%	Cu : 0~0.6%
Ni : 1~6%	Cr : 0~0.8%
Mo : 0.3~2%	
Nb : 0.01~0.05%	V : 0~0.08%
B : 0.001~0.005%	
Ti : 0~0.03%	

sol. A1 : 0.08%以下、N : 0.006%以下を含み、かつ、下記①及び②式で示されるオーステナイト化温度T1 及び転位安定温度T2 が、T1≤T2なる関係を満たし、残部がFe および不可避的不純物からなる組成を有する鋼板であって、鋼板の表層位置の組織は、平均 γ 粒径が20 μm 以下で、かつ、平均パケット径が15 μm 以下のマルテンサイトとベイナイトとから構成されていることを特徴とする表層部韌性の優れた高張力鋼板。

$$T1(\text{C}) = 937 - 476(\%C) + 56(\%Si) - 19.7(\%Mn) - 16.3(\%Cu) - 26.6(\%Ni) - 4.9(\%Cr) + 38.1(\%Mo) + 125(\%V) + 3315(\%B) \dots \text{①}$$

$$T2(\text{C}) = 1127(\%Nb)^{0.5} + 754 \dots \text{②}$$

【請求項2】重量%にて、

C : 0.02~0.15%	Si : 0.3%以下
Mn : 0.4~2%	Cu : 0~0.6%
Ni : 1~6%	Cr : 0~0.8%
Mo : 0.3~2%	
Nb : 0.01~0.05%	V : 0~0.08%
B : 0.001~0.005%	
Ti : 0~0.03%	

sol. A1 : 0.08%以下、N : 0.006%以下を含み、かつ、下記①及び②式で示されるオーステナイト化温度T1 及び転位安定温度T2 が、T1≤T2なる関係を満たし、残部がFe および不可避的不純物からなる組成を有する鋼板を、表層位置での加熱速度が下記③式に示す臨界加熱速度Rc 以上となるようにAc₁点以上Ac₃点以下の間を加熱し、板厚中心部の温度がAc₃点を超えた後、表層位置での冷却速度が8°C/秒以上となるように200°C以下まで冷却し、その後Ac₁点以下の温度で焼戻すことを特徴とする表層部韌性の優れた高張力鋼板の製造方法。

$$T1(\text{C}) = 937 - 476(\%C) + 56(\%Si) - 19.7(\%Mn) - 16.3(\%Cu) - 26.6(\%Ni) - 4.9(\%Cr) + 38.1(\%Mo) + 125(\%V) + 3315(\%B) \dots \text{①}$$

$$T2(\text{C}) = 1127(\%Nb)^{0.5} + 754 \dots \text{②}$$

$$Rc(\text{C}/\text{秒}) = 5.5 - 2.5(\%C)^{0.5} - 0.2(\%Ni) - 0.4(\%Mo) + 0.55(\%Si) + 1.3(\%V) \dots \text{③}$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高度の安全性が要求される溶接鋼構造物、特に脆性亜裂伝播停止特性が要求される溶接鋼構造物、たとえば極地や深海などの過酷

な自然環境にて使用される各種構造物、また、事故発生時に市民生活に広範な影響が出るタンク等の構造物への使用に好適な表層部韌性の優れた高張力鋼板及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】石油危機を契機に、極地や深海などの過酷な自然環境下においてもエネルギー資源の積極的な採掘が行われるようになっている。近年では、その大きな推定埋蔵量のために北極圏や亜北極圏などの氷海域におけるエネルギー資源開発が脚光を浴びている。

【0003】このような各種の氷海構造物に使用される鋼材には、とりわけ優れた低温での韌性が要求されており、なかでも脆性亜裂伝播停止特性が重視される。

【0004】また、こうしたエネルギーを大規模に貯蔵するタンク類においても、破壊などの事故は極めて大きな惨事に発展する危険性があるので、最高度の安全性が要求される事情は同じである。

【0005】鋼板の脆性亜裂伝播停止特性とは、応力集中その他の原因により別の部位で発生した脆性亜裂がその鋼板に伝播してきたとき、脆性亜裂の進行を鋼板が停止させる性質をさす。この脆性亜裂伝播停止特性は脆性亜裂の発生しやすさを表す脆性亜裂発生特性とは区別される。しかし、両者は密接な関係を有し、通常は脆性亜裂伝播停止特性と発生特性とは正の相関関係にある。

【0006】韌性というとき、脆性亜裂伝播停止特性と発生特性の両方をさし、本明細書においてもとくにことわらないかぎり両者をとくに区別しない。

【0007】また、脆性亜裂伝播停止特性は鋼板の板厚全体の性能によって決まる性質である。焼入れ焼戻しを施されて製造される厚肉の高張力鋼板の場合、中心部まで焼きを入れる成分設計がなされるため、後記するように表層部では焼きが入りすぎ韌性が劣化する。このため、鋼板全体の脆性亜裂伝播停止特性は表層部の韌性によって制約され、表層部の韌性によって鋼板全体の脆性亜裂伝播停止特性が決定される傾向がある。本発明が対象とする高張力鋼は、まさにこのような厚鋼板なので、以後の説明においては専ら板厚の表層部の韌性を問題とする。

【0008】厚肉の鋼板の焼入れにおいては、表層部と中心部の冷却速度に大きな差を生じ、中心部の強度と韌性を確保するために中心部の組織を適切なものにする成分設計をすると、表層部では焼きが入りすぎて低温韌性が中心部より著しく劣化することとなる。そのため、50 mm厚を超える780 MPa級以上の高張力鋼板の場合、板厚全域にわたって優れた強度韌性バランスを有する鋼板を安定して得ることが困難となっている。

【0009】この課題を解決するために、特開平2-141528号公報にあるような2回焼入れ法が提案してきた。同方法では、最終焼入れ時に微細なオーステナイト（以下、 γ と記す）粒を得るために、Nb添加によ

って γ 粒の粗大化を抑制すると同時に事前に一旦焼入れ処理を施して加熱前の組織の微細化を図っている。

【0010】また、特開平2-133521号公報では、1回目の焼入れを圧延後の直接焼入れによって代替し、再加熱焼入れの回数を減らしエネルギーコストの削減を図っている。

【0011】しかし、特開平2-141528号公報に示された方法では、エネルギーコストが余計にかかるだけでなく、最終焼入れ段階の加熱方法も通常の方法をとっているため、 γ 粒径は板厚方向にわたってほぼ一様に微細になっているがその程度は上記課題を解決するには不十分である。

【0012】一方、特開平2-133521号公報に示された方法においては、再加熱処理するためのエネルギーコストは削減されるものの、上記の表層部の韌性劣化を抜本的に解決するものではない。

【0013】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、化学組成を調整し、かつ焼入れ時の加熱速度を組成に見合った加熱速度以上とすることにより表層部韌性を向上させた高張力鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。具体的には、下記の機械的性質を、表層位置及び板厚中心部で達成することを目的とする。

【0014】表層位置及び中心部の目標性能

- 1.引張強さ (TS) : 780 MPa以上
- 2.降伏強さ (YS) : 690 MPa以上
- 3.シャルピー試験破面遷移温度 (vTs) : -70°C以下

【0015】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上述のような観点から、脆性亀裂伝播停止特性、すなわち表層部韌性に優れた厚肉高張力鋼板の製造方法を提供すべく鋭意研究を重ねた。その結果、化学組成の調整をし、焼入れ前の加熱時に組成と見合った加熱速度以上として転位密度の高い γ を得る具体的な方法を見いだし本発明を完成するにいたった。本発明の斬新な点は、焼入れ前の γ を高密度の転位を含む γ とすることにより、強化を図るとともに表層部においても焼入れ組織を韌性に最適な微細なマルテンサイトとベイナイトの混合組織にしたことにある。

【0016】本発明は下記の組成及び組織を有する高張力鋼板及びその製造方法を要旨とする。

【0017】(1)重量%にて、C:0.02~0.15%、Si:0.3%以下、Mn:0.4~2%、Cu:0~0.6%、Ni:1~6%、Cr:0~0.8%、Mo:0.3~2%、Nb:0.01~0.05%、V:0~0.08%、B:0.001~0.005%、Ti:0~0.03%、sol. Al:0.08%以下及びN:0.006%以下を含み、かつ、下記①及び②式で示される γ 化温度T1及び転位安定温度T2が、T1 \leq T2なる関係を満たし、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有する鋼板で、表層位置の加熱速度が下記③式に示す臨界加熱速度Rc以上となるように Ac_1 点以上 Ac_3 点以下の間を加熱し、板厚中心部の温度が Ac_3 点を超えた後、表層位置での冷却速度が8°C/秒以上となるように200°C以下まで冷却し、その後 Ac_1 点以下の温度で焼戻す表層部韌性の優れた高張力鋼板の製造方法。

純物からなる組成を有する鋼板であって、鋼板の表層位置の組織は、平均 γ 粒径が20 μ m以下で、かつ、平均パケット径が15 μ m以下のマルテンサイトとベイナイトとから構成されている表層部韌性の優れた高張力鋼板。

【0018】

$$T1(\text{°C}) = 937 - 476(\%C) + 56(\%Si) - 19.7(\%Mn) - 16.3(\%Cu) - 26.6(\%Ni) - 4.9(\%Cr) + 38.1(\%Mo) + 125(\%V) + 3315(\%B) \dots ①$$

$$T2(\text{°C}) = 1127(\%Nb)^{0.5} + 754 \dots ②$$

(2) 重量%にて、C:0.02~0.15%、Si:0.3%以下、Mn:0.4~2%、Cu:0~0.6%、Ni:1~6%、Cr:0~0.8%、Mo:0.3~2%、Nb:0.01~0.05%、V:0~0.08%、B:0.001~0.005%、Ti:0~0.03%、sol. Al:0.08%以下及びN:0.006%以下を含み、かつ、下記①及び②式で示される γ 化温度T1及び転位安定温度T2が、T1 \leq T2なる関係を満たし、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有する鋼板を、表層位置の加熱速度が下記③式に示す臨界加熱速度Rc以上となるように Ac_1 点以上 Ac_3 点以下の間を加熱し、板厚中心部の温度が Ac_3 点を超えた後、表層位置での冷却速度が8°C/秒以上となるように200°C以下まで冷却し、その後 Ac_1 点以下の温度で焼戻す表層部韌性の優れた高張力鋼板の製造方法。

【0019】

$$T1(\text{°C}) = 937 - 476(\%C) + 56(\%Si) - 19.7(\%Mn) - 16.3(\%Cu) - 26.6(\%Ni) - 4.9(\%Cr) + 38.1(\%Mo) + 125(\%V) + 3315(\%B) \dots ①$$

$$T2(\text{°C}) = 1127(\%Nb)^{0.5} + 754 \dots ②$$

$$Rc(\text{°C/秒}) = 5.5 - 2.5(\%C)^{0.5} - 0.2(\%Ni) - 0.4(\%Mo) + 0.55(\%Si) + 1.3(\%V) \dots ③$$

上記において、 γ 化温度T1とはその鋼板の γ 化の傾向を表す温度指標であり必ずしも Ac_1 又は Ac_3 に対応しない。また、転位安定温度T2とは転位が安定に存在することができる温度指標である。ともに鋼板の化学組成から上記の①~③式に基づいて計算される。

【0020】“表層位置”とは、板厚の10%に相当する厚さだけ板厚表面から内部に入った位置をさす。かつ、鋼板は板厚中心について対称なので両方の表面についての表層位置とも本発明の表層位置である。

【0021】“表層部”とは、少なくとも“板厚表面”から“表層位置”までの範囲をさし、かつ、鋼板の両側の面の表層部とともに本発明の表層部である。“少なくとも”であるから、表層部は最低でも板厚表面から表層位置までであり、通常はそれよりも内部の範囲までが表層部となる。

【0022】“平均パケット径”とは、マルテンサイト及びベイナイト相において、ほぼ同一の結晶方位を有する一つのまとまった部分をさす。この平均パケット径は光学顕微鏡視野内で容易に測定することができる。

【0023】上記(2)において臨界加熱速度以上で加

熱される位置は、上記の表層位置である。冷却速度及び冷却停止温度も表層位置における値である。

【0024】つぎに本発明の技術的背景について説明する。本発明の技術的思想の新しい点はつぎの事項に集約される。

【0025】(a) 高張力鋼板の組成を調整して、焼入れ前に γ 化する際、転位密度の高い γ 粒を得る。すなわち、組成によって決まる γ 化温度T1及び転位安定温度T2を下記①式及び②式のように決め、 $T_1 \leq T_2$ が満たされるようにする。

【0026】

$$T_1(^{\circ}\text{C}) = 937 - 476(\%C) + 56(\%Si) - 19.7(\%Mn) - 16.3(\%Cu) - 26.6(\%Ni) - 4.9(\%Cr) + 38.1(\%Mo) + 125(\%V) + 3315(\%B) \cdots \text{①}$$

$$T_2(^{\circ}\text{C}) = 1127(\%Nb)^{0.5} + 754 \cdots \text{②}$$

ここで、T1は鋼板を加熱する際にフェライト(以下、 α)から γ に逆変態する温度を意味し、この指標(温度)が高いほど、逆変態する温度が高温側にある傾向を意味する。一方、T2は高密度の転位が残存していられる温度をあらわし、この指標(温度)が高いほど高密度の転位がより高温まで安定に存在している傾向を示す。

【0027】焼入れ前の γ 化加熱のとき高密度の転位を含む逆変態 γ ができるためには、したがって、 $T_1 \leq T_2$ でなければならない。高密度の転位を含む逆変態 γ が生成すると、まず焼入れ冷却速度が大きい表層部においてもマルテンサイト単相になりにくくマルテンサイトとベイナイトの混合組織を生じやすくなり、しかもそのマルテンサイトとベイナイトのそれぞれが微細なものとなる。さらに γ 粒界を構成することになる転位が高密度で存在することから、結果的に γ 粒は微細なものとなる。

【0028】(b) 焼入れ前の加熱中、 $Ac_1 \sim Ac_3$ の温度域を表層位置が下記③式で示される臨界加熱速度 R_c 以上で加熱される必要がある。上記した条件 $T_1 \leq T_2$ を満たしても、 $Ac_1 \sim Ac_3$ の温度域を R_c 以上で加熱しないと、転位密度の高い γ が生成しない。

【0029】

$$R_c(^{\circ}\text{C}/\text{秒}) = 5.5 - 2.5(\%C)^{0.5} - 0.2(\%Ni) - 0.4(\%Mo) + 0.55(\%Si) + 1.3(\%V) \cdots \text{③}$$

加熱速度が鋼板の組成で決まる臨界加熱速度 R_c 以上の場合、生成する γ は高密度の転位を含み、かつ γ 粒の核発生密度は高いものとなり、結果的に焼入れ前の γ 粒径は微細なものとなる。

【0030】本発明は上記の事項を主要な部分として、他の事項も組み合わせて、実験により目標性能が達成されることを確認することにより完成された。

【0031】

【発明の実施の形態】つぎに、鋼の組成の限定理由について説明する。以下の説明において「%」は「重量%」を表示するものとする。

【0032】1. 化学組成

C: 0.02~0.15%

Cはマルテンサイト及びベイナイトの強度上昇に極めて有効な元素であり、また特に本発明においては、臨界加熱速度を低速度側に拡大するのに有効な元素である。Cは炭化物を形成し、炭化物とフェライト界面に γ を核発生させる作用があるからである。こうした理由から、Cは0.02%以上が必要である。しかし、0.15%を超えると鋼の韌性を劣化させるとともに、溶接低温割れを防止するのに必要な予熱温度を徒に上昇させてしまうので、上限は0.15%とする。

【0033】Si: 0.3%以下

Siは脱酸に有効な元素であり、Siで脱酸を行うことによりA1脱酸時にA1の損失を小さくすることができる。Si脱酸を行うこととするが、鋼中にSiを留めなくてもよい。Siは0.05%以上含まれると鋼の強化に有効に作用するので鋼中に留める場合には0.05%以上とすることが望ましい。一方、0.3%を超えると溶接熱影響部(以下、HAZ)の韌性を低下させるため上限を0.3%とする。

【0034】Mn: 0.4~2%

Mnは強度上昇に有効な元素であり、そのためには、0.4%以上必要である。しかし、2%を超えると母材及びHAZの韌性が劣化するので、上限を2%とする。強度を確保したうえで韌性を一層良好にするには、0.6~1.8%とするのが望ましい。

【0035】Cu: 0~0.6%

Cuは添加しなくてもよい。Cuは強度上昇に有効なので特に高強度化を図る場合には添加する。しかし、0.6%を超えると韌性を劣化させるので、添加する場合でも0.6%以下とする。強度を向上させたうえで一層優れた韌性を確保するには、0.15~0.4%とすることが望ましい。

【0036】Ni: 1~6%

Niは韌性を改善する効果があり、また、臨界加熱速度を低速度側に拡大するのに有効な元素である。1%未満ではこれら効果が十分ではないので、1%以上とする。一方、6%を超えると溶接施工能率が低下し、またコストアップに見合うだけの韌性改善が得られないため上限を6%とする。一層高い溶接施工能率を得るために4%以下とすることが望ましい。

【0037】Cr: 0~0.8%

Crは無添加でも良い。しかし、焼入性を高め、かつ強度上昇に有効なので、板厚の厚い場合又は高強度鋼とする場合には添加する。0.15%未満では明確に強度が向上しないので含ませる場合は0.15%以上とすることが望ましい。一方、0.8%を超えると韌性が劣化するため、上限を0.8%とする。強度を確保したうえで一層良好な韌性を得るには0.3~0.8%とすることが望ましい。

【0038】Mo: 0.3~2%

Moは焼入性を高め、焼戻軟化抵抗も増大させるので、

本発明が対象とする板厚が厚い高強度鋼の場合、必須である。また、CやNiと同様に、臨界加熱速度を低速度側に拡大する作用がある。0.3%未満では上記効果が十分ではなく、一方、2%を超えると韌性が劣化するので、0.3~2%とする。強度と焼入性を確保して一層良好な韌性を得るには0.4~1.2%とするのが望ましい。

【0039】Nb: 0.01~0.05%

Nbは高密度の転位を高温まで安定に保持するのに有効な元素である。これはNb炭窒化物が転位のうえに優先的に析出して転位密度の移動を抑制して転位同士の合体などを防止するからである。0.01%未満ではこの効果を十分得ることができず、一方、0.05%を超えると韌性が劣化するため、0.01~0.05%とする。

【0040】V: 0~0.08%

Vは無添加でも良い。しかし強度上昇に有効なので高強度鋼とする場合には添加する。0.01%未満では十分な強度上昇が得られないので含ませる場合には0.01%以上とすることが望ましい。一方、0.08%を超えると韌性が劣化するので、0.08%以下とする。強度を確保したうえで良好な韌性を得るには0.02~0.06%程度含有させるのが望ましい。

【0041】B: 0.001~0.005%

Bは、低Cの厚肉鋼板の中心部の組織をマルテンサイトとベイナイトにするのに有効である。これは、鋼に含まれるBのうち、 $M_{23}(CB)_6$ やBNにならず固溶状態で γ 粒界に偏析するものがその効果を示すのである。さらに本発明では、焼入性の増大に加えて、逆変態後の γ の再結晶を抑制する効果も確保する。この効果を得るためには0.001%以上が必要であるが、一方、0.005%を超えると韌性が劣化するため、0.001~0.005%とする。上記の γ の再結晶抑制効果と一層良好な韌性を確保するには0.002~0.004%とすることが望ましい。

【0042】Ti: 0~0.03%

Tiは添加しなくてもよい。しかし、Tiは微量でNをTiNとして固定し結晶粒を微細化し、同時に焼入性および高転位密度の γ を維持させるのに必要な固溶B量を確保する。0.005%未満ではこの効果が十分得られないで、含ませる場合には0.005%以上とすることが望ましい。また、本発明の必須元素であるNbによって助長される連続鋳造スラブ表面のヒビワレを抑制するのに0.005%以上の微量Tiが有効である。一方、0.03%を超えると韌性が劣化するため、上限を0.03%とする。

【0043】sol. A1: 0.08%以下

sol. A1は、脱酸に働いた量を超えるA1が鋼に残存したものである。本発明では、意図的にsol. A1を残存させても良いし、脱酸のみ行うだけでもよい。すなわち、sol. A1が実質的に0でもよい。ただし、板厚が厚いた

めに圧延の全圧下率[$\{(スラブ厚さ - 製品板厚) / スラブ厚さ\} \times 100\%]$]を50%以上とすることはできず、凝固時のピンホールの圧着が期待できない場合には、ピンホールの発生を抑えるために凝固後の鋼中のsol. A1として0.001%以上残存させることが望ましい。凝固後の鋼中のsol. A1が0.001%未満では、凝固の進行中に酸素と結合してピンホールの発生を防止するのに必要なA1が不足する。一方、sol. A1が0.08%を超えるとHAZ及び母材の韌性が劣化するので0.08%以下とする。

【0044】N: 0.006%以下

0.006%を超える過量のNは、HAZの韌性を損なうので、上限を0.006%とする。一方、Nを極端に低下させるには厳密な大気のシールドなどが必要であり、そのためのコスト上昇が避けられない。また、Nをあまり低くしすぎると強度が低下するという弊害が出る場合があるので、0.0015%程度以上とすることが望ましい。

【0045】不可避的不純物：不可避的不純物のうち、Pは0.01%以下とすることが望ましい。0.01%を超えると、凝固する際に生成する偏析部にPのみならずC、Mn、S等を濃縮させ、硬さを高くして韌性と溶接性を劣化させる。

【0046】また、Sは0.007%以下とすることが望ましい。0.007%を超えると、偏析部に粗大なMnSを生成し、溶接低温割れの起点や水素性欠陥の起点となる。その他の不純物は通常の精錬により得られるレベルまで減少させる。

【0047】T1及びT2: $T1 \leq T2$

前記したように、加熱によって高密度の転位を含む逆変態 γ ができるためには、 $T1 \leq T2$ でなければならない。高密度の転位を含む逆変態 γ を生成させることができ、本発明の最も重要なポイントであり、その焼入れ後の組織に及ぼす影響等は前記したとおりである。

【0048】2. 組織

本発明に係る鋼板の表層位置において、組織は平均パケット径15 μm 以下のマルテンサイトとベイナイトの混合組織であり、かつ γ 粒径は20 μm 以下でなければならない。

【0049】マルテンサイトとベイナイトの混合組織とすることにより、かつ、マルテンサイトとベイナイトのパケット径を平均15 μm 以下とすることにより、組織が効果的に分割され、結晶方位がほぼ揃った脆性破壊の1単位が微細となり、一定距離脆性破壊が進む場合に散逸されるエネルギーが大きくなり脆性破壊が生じにくくなる。平均パケット径が15 μm を超えると上記の効果を十分得ることができない。平均パケット径は小さければ小さいほど好ましく、下限はとくに設けないが、本発明の場合、5 μm 程度が限度である。

【0050】また、この混合組織がマルテンサイトとベ

イナイトからなるものとするのは、他の混合組織では強度が確保できないからである。表層位置でマルテンサイトとベイナイトの混合組織のとき、それより内部では当然焼きが入りすぎることではなく、マルテンサイトとベイナイトの混合組織となる。

【0051】 γ 粒径が20 μm を超えると粒径が大きいこと自体が韌性を劣化させ、また、焼入れによってマルテンサイト単相になりやすく、さらに韌性に悪影響を及ぼすので γ 粒径は20 μm 以下でなければならない。 γ 粒径は微細なほど好ましくとくに下限は設けないが、本発明の場合、8 μm 程度が限度である。

【0052】平均 γ 粒径及び平均パケット径は光学顕微鏡の視野中でランダムな方向の直線と粒界との交点の間隔の平均値から求められる。

【0053】3. 焼入れ時の加熱

焼入れ時の加熱処理において鋼板の表層位置において、前記③式の臨界加熱速度 R_c 以上で加熱される必要がある。この加熱速度以下では所望の高転位密度の γ が得られない。

【0054】表層位置の加熱速度が上記臨界加熱速度 R_c 以上の場合、高転位密度の γ が生成し焼入れによって微細なマルテンサイトと微細なベイナイトの混合組織となるばかりでなく、 γ 粒の核発生密度が高くなり γ 粒径は微細となる。また、高密度の転位自体がこの混合組織を強化する。

【0055】この加熱速度は大きいほど望ましい。本発明の対象とする高張力鋼の臨界加熱速度 R_c は3~5°C/秒であり、厚肉鋼板の場合、3~5°C以上の急速な加熱速度を得ることは通常の雰囲気加熱では不可能に近い。しかし、高周波加熱装置又は直接通電加熱装置による加熱を行うことによってこのような加熱速度を得ることができ。とくに高周波加熱と通常の雰囲気加熱とを組み合わせることは有効である。すなわち、 Ac_1 点直下まで通常の雰囲気加熱炉で加熱して鋼板内部まで十分に均一な温度にしたあと、 Ac_1 から Ac_3 点の温度域を高周波加熱する方法である。

【0056】高周波加熱は通常は製造ラインを走行させながら加熱する。走行加熱をおこなう場合、高周波加熱装置は1段のみならず2段、或いは3段に分けて加熱した方が電源容量が大きくならないので望ましい。加熱コイルは厚鋼板の走行方向に垂直な厚鋼板断面にあわせた内面形状のコイルを用いる。その場合、厚鋼板の板厚が厚くなるほど効率よく加熱することができる。また、高周波加熱の後、雰囲気加熱炉に導入して焼入れ前温度に加熱しても良いし、そのまま高周波加熱により加熱しても良い。しかし、 Ac_3 点以上の加熱、保持処理もでき

る限り短くするのが望ましいので、高周波加熱を用いるのが便利である。そのまま高周波加熱により焼入れ前温度まで加熱する場合は、内部まで均熱することを考慮して高周波はエネルギーの浸透深さが深くなる低周波数を用いるのが良い。

【0057】中心部の加熱も急速であることが望ましいが、表層部に比較して加熱速度を高めることが困難であり、かつ中心部の韌性はマルテンサイトとベイナイトの混合組織とすることにより確保されるので、特に限定しない。

【0058】焼入れのための加熱温度は板厚全体が完全に γ になるよう Ac_3 点以上とする。しかし、 γ 中の高密度の転位が完全に回復しないようにするために、加熱温度は(Ac_3 点+50°C)以下とすることが望ましい。また加熱温度での保持も同様の理由から短いほうが望ましい。

【0059】上記の表層位置の加熱速度又は板厚中心部の温度は、熱電対をそれぞれの位置に溶接し、ステンレスパイプ等でシールドすることにより測定することができる。つぎに述べる冷却速度も同様にして測定が可能である。

【0060】4. 焼入れ

焼入れにおける冷却速度は、表層位置で8°C/秒以上とする。この程度の冷却速度としなければ、板厚中心部で焼きが入らず、鋼板全体として良好な強度韌性が得られないからである。

【0061】また、焼入れ途中、表層部と中心部とでは温度差があり、表層位置の温度が200°Cより高いとき、中心部ではまだ変態途中であり、その状態で焼入れを停止すると韌性に好ましくない組織が生成する。したがって、焼入れ停止温度は表層位置で200°C以下とする必要がある。

【0062】焼入れ後、強度韌性のバランスを整えるために、 Ac_1 点以下の温度で焼戻を実施する。焼戻温度での保持時間は板厚25mmあたり10分間以上とするのが望ましい。

【0063】

【実施例】つぎに実施例により本発明の効果を説明する。

【0064】表1は実施例に用いた鋼板の化学組成を示す。これらの化学組成の鋼を転炉で溶製後連続鋳造しスラブを製造し、厚板圧延によって板厚50~100mmの鋼板とした。

【0065】

【表1】

表 1

鋼番号	化 学 組 成 (wt%)										Ceq.	Pcm	T1 (°C)	T2 (°C)	Rc (°C/秒)
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B					
1	0.11	0.30	0.90	0.26	1.13	0.47	0.47	0.030	0.020	0.0010	0.514	0.260	871	913	4.5
2	0.12	0.14	0.72	0.24	2.74	0.51	0.57	0.040	0.017	0.0012	0.562	0.292	824	901	4.0
3	0.11	0.20	0.70	0.25	4.21	0.59	0.64	0.030	0.012	0.0012	0.620	0.316	793	877	3.7
4	0.08	0.30	0.98	0.28	2.75	0.48	0.55	0.060	0.012	0.0018	0.562	0.275	849	877	4.3
5	0.13	0.22	0.99	0.00	1.60	0.48	0.55	0.030	0.010	0.0011	0.580	0.283	850	867	4.2
6	0.12	0.28	0.88	0.28	5.12	0.44	0.50	0.030	0.010	0.0011	0.621	0.337	759	867	3.6
*X1	0.10	0.12	0.78	0.27	*0.02	0.31	0.33	0.030	0.020	0.0011	0.382	0.203	894	913	4.7
*X2	0.12	0.22	0.80	0.20	2.20	0.55	*0.01	0.024	0.010	0.0010	0.432	0.250	818	867	4.4
*X3	0.12	0.25	0.80	0.20	2.20	0.41	0.50	0.030	*0.002	0.0010	0.528	0.277	*839	*804	4.2
*X4	0.12	0.27	0.84	0.29	4.26	0.73	0.51	0.03	0.016	*0.0002	0.653	0.331	779	897	3.8
*X5	0.08	0.28	0.88	0.22	1.51	0.01	0.51	0.04	0.011	0.0011	0.408	0.214	*881	*872	4.5
*X6	0.09	0.30	0.70	0.00	2.20	0.08	0.57	0.054	0.012	0.0022	0.437	0.230	*893	*878	4.3

マーカー * を付した鋼番号及び数値は本発明の範囲外であることを示す。

【0066】表2は連続鋳造スラブに対して行った圧延条件及び圧延後の鋼板に施した熱処理条件を示す一覧表である。

【0067】
【表2】

表 2

試験番号	鋼種	Rc °C/秒	表層位置 (1/10t部) での製造条件				製造条件 (全般)		
			加熱速度 °C/秒	加熱温度 °C	冷却速度 °C/秒	停止温度 °C	焼戻し温度 °C	板厚 mm	
本発明例	1	1	4.5	6.1	900	20	165	630	50
	2	2	4.0	5.7	850	15	155	600	50
	3	3	3.7	8.2	850	20	185	630	75
	4	4	4.3	6.7	900	15	145	580	75
	5			6.4	900	15	155	640	50
	6	5	4.2	5.8	900	20	150	580	50
	7	6	3.6	7.2	900	20	145	580	75
比較例	8	*X1	4.7	15	880	25	115	630	50
	9	*X2	4.4	15	930	25	120	630	50
	10	*X3	4.2	15	880	25	120	630	50
	11	*X4	3.8	15	850	25	120	630	50
	12	*X5	4.5	15	850	25	115	600	50
	13	*X6	4.3	15	850	25	115	580	50
	14	1	4.5	*3	930	25	100	630	50
	15	3	3.7	15	900	*5	100	630	50
	16	4	4.3	15	*1000	25	100	630	50

マーカー * を付した鋼番号及び数値は本発明の範囲外であることを示す。

【0068】これらの鋼板の表層位置 (板厚 t / 10 部) 及び中心部より試験片を採取し、引張試験および 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験をおこなった。

【0069】表3はこれらの試験結果を示す。表層位置の組織は、ベイナイトの体積率に変動はあったが、本発

明例及び比較例のいずれもマルテンサイトとベイナイトの混合組織であった。

【0070】
【表3】

表 3

試験番号	鋼番号	表層位置 (1/101部)					中心部 (1/21部)				
		YS MPa	TS MPa	vTs °C	粒径 μm	パケット径 μm	YS MPa	TS MPa	vTs °C	粒径 μm	
本発明例	1	1	803	861	-86	15	12	796	838	-93	13
	2	2	811	853	-88	13	11	773	823	-96	17
	3	3	828	877	-82	11	9	818	862	-80	16
	4	4	841	882	-74	13	11	825	866	-77	20
	5		851	889	-88	14	12	834	871	-86	18
	6	5	774	831	-72	15	13	762	819	-74	16
	7	6	782	837	-84	14	13	768	826	-82	18
比較例	8	*X1	*699	*742	*-52	*22	*17	*642	*699	-90	25
	9	*X2	718	*760	*-54	19	15	*659	*698	-92	22
	10	*X3	843	883	*-58	*29	*21	810	851	-79	33
	11	*X4	*624	*721	*-57	*24	*19	*584	*662	*-59	26
	12	*X5	864	893	*-59	*23	*18	858	876	-90	25
	13	*X6	819	846	*-58	*24	*19	808	830	-72	27
	14	1	798	852	*-54	*28	*22	782	837	-86	31
	15	3	*682	*764	*-52	*32	*23	*664	*740	*-57	34

マーク * を付した、鋼番号及び粒径は本発明の範囲外であること、
また、同じくYS、TS、vTsは目標に到達していないことを示す。

【0071】比較例である試験番号8は、 γ 粒径は粗大で、しかもNiを含まないために強度及び韌性が不足し、また、試験番号9はMoを含まないためにやはり強度と韌性が不足している。

【0072】試験番号10はNbを含まないために、②式におけるT2が低くなり、 $T_1 \leq T_2$ の条件を満足することができない。このため γ 粒径及びマルテンサイトとバイナイトのパケット径が粗大となり、表層位置において γ 粒の転位密度が低くなり、その結果、表層位置の韌性が劣化する。

【0073】試験番号11はBを含まないため焼入性が不足し中心部及び表層位置の両方の強度と韌性が劣化する。試験番号12及び13は低めのC量などの結果、①式のT1が高くなり $T_1 \leq T_2$ を満足できず、その結果、組織が粗大となり表層位置の韌性は劣ったものになる。

【0074】試験番号14は加熱速度が小さいために、組織が粗大化してしまい表層位置の韌性は低いものとなる。試験番号15は焼入れの冷却速度が遅いために焼き

が中心部のみならず表層位置においても入らず、組織も粗大化し、両方の位置ともに強度及び韌性が劣化している。

【0075】これに対して本発明例ではいずれも母材の部分では引張強さで780 MPa以上、シャルピー衝撃試験において-70°C以下の遷移温度が得られる。

【0076】以上説明したように、本発明に係わる鋼の製造方法は上記の構成の通りであり、引張強さ780 MPa以上を具備し、表層位置において優れた韌性を有する高張力鋼板を製造することができる。

【0077】

【発明の効果】本発明によれば、化学組成及び焼入れ時の加熱速度を調整することにより、表層部の韌性が優れた高張力鋼板及びその製造方法の提供が可能である。本発明に係る高張力鋼板は、安価かつ大量に生産でき、高度の安全性が要求される大型溶接鋼構造物、たとえば各種の海洋構造物やタンク等への使用に好適である。